

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-154609

(43) 公開日 平成11年(1999) 6月8日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I	
H 0 1 F 10/16		H 0 1 F 10/16	
C 2 2 C 38/00	3 0 3	C 2 2 C 38/00	3 0 3 H
			3 0 3 D
45/02		45/02	A
G 1 1 B 5/127		G 1 1 B 5/127	K
審査請求 未請求 請求項の数11 O L (全 19 頁) 最終頁に続く			

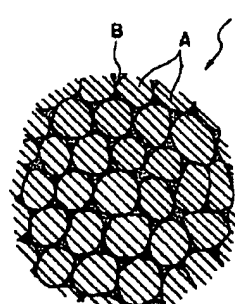
(21) 出願番号	特願平10-260638	(71) 出願人	000003078 株式会社東芝 神奈川県川崎市幸区堀川町72番地
(22) 出願日	平成10年(1998) 9月14日	(72) 発明者	吉川 将寿 神奈川県川崎市幸区堀川町72 株式会社東芝 芝川崎事業所内
(31) 優先権主張番号	特願平9-252485	(72) 発明者	奥田 博明 神奈川県川崎市幸区堀川町72 株式会社東芝 芝川崎事業所内
(32) 優先日	平 9 (1997) 9月17日	(72) 発明者	橋本 進 神奈川県川崎市幸区堀川町72 株式会社東芝 芝川崎事業所内
(33) 優先権主張国	日本 (J P)	(74) 代理人	弁理士 須山 佐一

(54) 【発明の名称】 軟磁性合金膜とその製造方法、およびそれを用いた磁気ヘッド

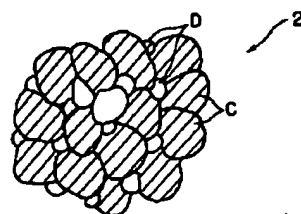
(57) 【要約】

【課題】 Fe、Fe-Co合金、Fe-Co-Ni合金を主成分とする軟磁性合金膜において、その高飽和磁束密度を維持した上で、軟磁気特性の向上を図ると共に、膜構造の熱安定性などを高める。

【解決手段】 軟磁性合金膜1は、 $(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)_{100-x}R_x$ (RはYを含む希土類元素から選ばれる少なくとも1種の元素、 $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a+b < 1$ 、 $0 < x \leq 10\text{at}\%$)で表される組成を有する磁性合金から実質的になる。軟磁性合金膜1は、結晶相からなる第1相Aと、第1相Aとは結晶構造が異なる第2相Bとを有する。第1相Aは例えば体心立方結晶構造を有する結晶相からなる。第2相Bは例えばR元素を含む非晶質相やR元素を含む体心立方晶以外の結晶構造を有する結晶相からなる。第1相Aと第2相Bの結晶構造が異なることから、結晶粒成長を抑制することができる。



(a)



(b)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 一般式： $(\text{Fe}_{1-a-b}\text{Co}_a\text{Ni}_b)$ $_{100-x}\text{R}_x$

(式中、RはYを含む希土類元素から選ばれる少なくとも1種の元素を示し、a、bおよびxは $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a+b < 1$ 、 $0 < x \leq 10\text{at}\%$ である)で表される組成を有する磁性合金から実質的になる軟磁性合金膜であって、

Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする結晶質からなる第1相と、前記第1相とは結晶構造が異なり、かつ少なくとも前記R元素を含む第2相とを有することを特徴とする軟磁性合金膜。

【請求項2】 一般式： $\text{Fe}_{1-a-b}\text{Co}_a\text{Ni}_b$

(式中、aおよびbは $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a+b < 1$ である)で表される組成を有する磁性合金から実質的になる軟磁性合金膜であって、

Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造からなる第1相と、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする面心立方晶構造からなる第2相とを有し、前記第1相の平均結晶粒径は前記第2相の平均結晶粒径より大きく、かつ前記第1相が膜組織の50%以上を占めることを特徴とする軟磁性合金膜。

【請求項3】 一般式： $\text{Fe}_{1-a-b}\text{Co}_a\text{Ni}_b$

(式中、aおよびbは $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a+b < 1$ である)で表される組成を有する磁性合金から実質的になる軟磁性合金膜であって、

膜全体がFe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造を有する相からなり、かつ結晶粒径が50nm以下であると共に、(110)面が前記軟磁性合金膜の膜面に平行に成長していることを特徴とする軟磁性合金膜。

【請求項4】 請求項1記載の軟磁性合金膜において、前記第2相は、前記R元素を含む非晶質相、前記R元素を含む化合物相、および前記R元素の偏析相から選ばれる少なくとも1種の相からなることを特徴とする軟磁性合金膜。

【請求項5】 請求項1または請求項2記載の軟磁性合金膜において、前記第1相の結晶粒径は50nm以下であることを特徴とする軟磁性合金膜。

【請求項6】 請求項1記載の軟磁性合金膜において、前記第1相はFe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造を有することを特徴とする軟磁性合金膜。

【請求項7】 請求項2または請求項6記載の軟磁性合金膜において、前記第1相は(110)面が前記軟磁性合金膜の膜面に平行に成長していることを特徴とする軟磁性合金膜。

【請求項8】 請求項1、請求項2または請求項3記載

の軟磁性合金膜において、

前記軟磁性合金膜は、さらにN、CおよびBから選ばれる少なくとも1種の元素を5.0at%以下の範囲で含有することを特徴とする軟磁性合金膜。

【請求項9】 請求項8記載の軟磁性合金膜において、前記軟磁性合金膜は、さらにTi、Ta、Hf、Al、Zr、Cr、V、Mo、W、MnおよびNbから選ばれる少なくとも1種の元素を5.0at%以下の範囲で含有することを特徴とする軟磁性合金膜。

【請求項10】 Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする軟磁性合金膜の製造方法であって、前記軟磁性合金膜を1.0mTorr以下のガス雰囲気中でスパッタリング法により成膜する工程を有することを特徴とする軟磁性合金膜の製造方法。

【請求項11】 媒体対向面に位置するように配置された磁気ギャップと、

前記磁気ギャップを挟持するように配置され、少なくとも一方が請求項1ないし請求項9のいずれか1項記載の軟磁性合金膜を有する一対の磁極と、

前記磁極と差交するように、前記一対の磁極間に配置されたコイルとを具備することを特徴とする磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気ヘッドの磁極、薄膜インダクタ、各種薄膜センサなどに用いられる軟磁性合金膜とその製造方法、およびそれを用いた磁気ヘッドに関する。

【0002】

【従来の技術】近年、磁気記録の分野では記録密度の高密度化が強く要求されており、それに伴って記録媒体上の記録ビットは微小化されている。微小化された記録ビットに、より保磁力が高い記録媒体が用いられるようになってきている。

【0003】記録媒体側の高保磁力化に対応するためには、より高い記録磁界を発生する磁気ヘッドが必要となる。磁気ヘッドの記録磁界を高めるためには、磁極材料として高飽和磁束密度を有する軟磁性材料が必須である。磁極材料としての軟磁性材料は、さらに低保磁力および高透磁率を有することが重要であり、これらの磁気特性を兼ね備える軟磁性材料が必要とされている。

【0004】従来、薄膜磁気ヘッドに用いられる軟磁性材料としては、フェライト、センダスト合金、Co基非晶質合金などの様々な材料が開発されてきた。しかし、フェライトは飽和磁束密度が10kG未満と低く、磁気記録媒体の高保磁力化による高密度記録には適さない。センダスト合金の飽和磁束密度は、フェライトよりは高いものの10kG程度であることから、高密度記録化には十分に対応できない。Co基非晶質合金は結晶化温度が低いために、薄膜磁気ヘッドの作製工程での熱安定性が問題となり、非晶質合金特有の高透磁率、高比抵抗が得られな

くなる。

【0005】近年、高飽和磁束密度化を目的として、Feを主成分とする軟磁性薄膜材料が種々提案されている。例えば、Feを主成分とする結晶粒を微粒化し、実効的な結晶磁気異方性を小さくすることにより軟磁気特性を得る方法が知られている。しかし、この方法では微結晶粒の熱的安定性を得るために、Zr、Nb、Hf、Ti、TaなどとN、B、Cなどの添加元素を10～20%程度加える必要があり、飽和磁束密度の上限はおおよそ18kGであった。このような合金膜は軟磁性化できたとし

ても、その飽和磁束密度は純鉄(21.5kG)を上回ることはない。

【0006】将来的には、さらに記録密度の高密度化が要求されることが予想される。そのような場合には、より高い飽和磁束密度を有する軟磁性材料が必要とされる。このような観点から、合金中最も飽和磁束密度の高いFe-Co合金が注目されている。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、Fe-Co合金はFeより高い飽和磁束密度を持つ組成において、大きな磁歪と結晶磁気異方性を有することが知られている。このため、軟磁性化することが非常に困難であった。Fe-Co合金に添加元素を加えて微結晶化し、これにより軟磁性化することができたとし

ても、その場合には多量の元素を添加する必要があるため、Fe-Co合金の高飽和磁束密度を維持することはできない。

【0008】一方、Fe-Co合金に希土類元素を添加することにより、その大きな飽和磁歪を低下させ、良好な軟磁気特性を得る方法が提案されている(特開平 5-39550号公報および特開平 6-53040号公報参照)。ここでは、希土類元素をFe-Co合金中に過飽和に置換型固溶させ、膜全体として体心立方晶構造を維持している。*

一般式: $(\text{Fe}_{1-a-b} \text{Co}_a \text{Ni}_b)_{100-x} \text{R}_x \cdots (1)$

(式中、RはYを含む希土類元素から選ばれる少なくとも1種の元素を示し、a、bおよびxは $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a+b < 1$ 、 $0 < x \leq 10\text{at\%}$ である)で表される組成を有する磁性合金から実質的になる軟磁性合金膜であって、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする結晶質からなる第1相と、前記第1相とは結晶構造が異なり、かつ少なくとも前記R元素を含む第2相とを有することを特徴としている。

【0012】本発明の第1の軟磁性合金膜において、第1相はFe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とし、体心立方晶構造、面心立方晶構造および六方晶最密充填構造から選ばれる少なくとも1種の結晶相で構成されるが、特に第1相はFe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造を有することを特徴としている。この場合、上記した(1)式中の1-a-bの値は $0.3 \leq 1-a-b \leq 0.95$ の範囲とする。第2相は、例えばR元素を含む非晶質相や化合物相や第1相とは異なる※50

*これは、希土類元素の添加量が多くなると非晶質相が出現し、飽和磁束密度が低下するためであると記載されている。

【0009】また、添加する希土類元素はSm、Ho、Tmの3元素に限定されている。これは、希土類元素で置換型固溶させた場合、磁歪低下効果はこれら3元素しか得られないためである。さらに、体心立方晶構造の単一相であるため、十分な微結晶化が困難であり、磁気ヘッドなどに使用できるほど、十分に保磁力を低減することができない。Fe-Co合金に希土類元素(Sm、Ho、Tm)を過飽和に置換型固溶させた軟磁性合金膜は、熱的に不安定であるため、膜の大部分が非晶質化して飽和磁束密度が低下するおそれがある。このような合金膜を磁気ヘッドの磁極材料として用いるためには、透磁率や保磁力などの軟磁気特性が不十分であり、さらなる改良が望まれている。

【0010】本発明はこのような課題に対処するためになされたもので、Fe、Fe-Co合金、Fe-Co-Ni合金が有する飽和磁束密度を維持した上で、軟磁気特性の向上を図ると共に、膜構造の熱安定性などを高めた軟磁性合金膜、特にFe-Co合金が有する高い飽和磁束密度と良好な軟磁気特性とを両立させた軟磁性合金膜を提供することを目的としており、さらにはそのような軟磁性合金膜を磁極材料として用いることによって、記録磁界強度などを向上させた磁気ヘッドを提供することを目的としている。本発明の他の目的は、高い飽和磁束密度を有するFe、Fe-Co合金、Fe-Co-Ni合金などに良好な軟磁気特性を付与することを可能にした軟磁性膜の製造方法を提供することにある。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明の軟磁性合金膜は、請求項1に記載したように、

※結晶相により構成される。

【0013】本発明の第2の軟磁性合金膜は、請求項2に記載したように、

一般式: $\text{Fe}_{1-a-b} \text{Co}_a \text{Ni}_b \cdots (2)$

(式中、aおよびbは $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a+b < 1$ である)で表される組成を有する磁性合金から実質的になる軟磁性合金膜であって、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造からなる第1相と、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする面心立方晶構造からなる第2相とを有し、前記第1相の平均結晶粒径は前記第2相の平均結晶粒径より大きく、かつ前記第1相が膜組織の50%以上を占めることを特徴としている。ここで、第1相は(110)面が膜面に対して平行に成長していることが好ましい。

【0014】本発明の第3の軟磁性合金膜は、請求項3に記載したように、

一般式： $\text{Fe}_{1-a-b}\text{Co}_a\text{Ni}_b \dots (3)$

(式中、aおよびbは $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a + b < 1$ である)で表される組成を有する磁性合金から実質的になる軟磁性合金膜であって、膜全体がFe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造を有する相からなり、かつ結晶粒径が50nm以下の範囲であると共に、(110)面が前記軟磁性合金膜の膜面に平行に成長していることを特徴としている。

【0015】本発明の磁気ヘッドは、請求項11に記載したように、媒体対向面に位置するように配置された磁気ギャップと、前記磁気ギャップを挟持するように配置され、少なくとも一方が上記した本発明の軟磁性合金膜を有する一対の磁極と、前記磁極と差交するように、前記一対の磁極間に配置されたコイルとを具備することを特徴としている。

【0016】一般に、Fe、Fe-Co合金、あるいはFe-Co-Ni合金のような結晶磁気異方性が大きい物質は、結晶粒を微細化させて実効的な磁気異方性を低下させることによって、良好な軟磁気特性が得られることが知られている。本発明においては、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする結晶相からなる第1相と、この第1相とは結晶構造が異なる第2相とを出現させている。第1相と第2相の結晶構造が異なることから、互いの結晶粒が結合・合体して成長することではなく、結晶粒を微細化することができる。すなわち、第2相は磁気特性を主として担う第1相の結晶粒の成長を抑制するものである。

【0017】このように、第1相および第2相の結晶粒をそれぞれ微細化することによって、これら各相の実効的な結晶磁気異方性が低減される。従って、これら第1相および第2相を有する軟磁性合金膜に良好な軟磁気特性を付与することができる。さらに、このような微構造の形成を促進するR元素は、第1相に不可避免的に固溶される分を除いて主として第2相に含まれ、軟磁性合金膜中に析出しているため、R元素が軟磁性合金膜の熱安定性を低下させるようなこともない。

【0018】上述したようなことから、本発明の軟磁性*

一般式： $(\text{Fe}_{1-a-b}\text{Co}_a\text{Ni}_b)_{100-x}\text{R}_x \dots (1)$

(式中、RはYを含む希土類元素から選ばれる少なくとも1種の元素を示し、a、bおよびxは $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a + b < 1$ 、 $0 < x \leq 10\text{at}\%$ である)で実質的に表される組成を有する。

【0024】このような組成を満足する軟磁性合金膜1は、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする結晶相からなる第1相Aと、第1相Aとは結晶構造が異なる第2相Bとから構成されている。軟磁性合金膜1の膜厚は、用途に応じて適宜設定される。例えば、薄膜磁気ヘッドの磁極として用いる場合、軟磁性合金膜1の膜厚は0.005～1.0μm程度とすることが好ましい。他の用途に適用する場合においても、一般的には0.※50

*合金膜はFe、Fe-Co合金またはFe-Co-Ni合金が有する飽和磁束密度を維持することができると共に、結晶粒の微細化に基づいて良好な軟磁気特性を付与することができる。さらには、そのような磁気特性を安定に維持することが可能となる。特に、第1相をFe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造を有する結晶相で構成することによって、Fe-Co合金やFe-Co-Ni合金が有する高い飽和磁束密度と良好な軟磁気特性を両立させることができる。

【0019】本発明の軟磁性合金膜の製造方法は、請求項10に記載したように、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする軟磁性合金膜の製造方法であって、前記軟磁性合金膜を1.0mTorr以下のガス雰囲気中でスパッタリング法により成膜する工程を有することを特徴としている。

【0020】このように、プラズマ放電時の圧力が1.0mTorr以下のガス雰囲気中で、Fe、Fe-Co、Fe-Co-Niを主成分とする軟磁性膜を成膜することによって、これら軟磁性膜の配向性を大幅に高めることができる。具体的には、体心立方晶構造を有するFe、Fe-Co合金またはFe-Co-Ni合金の(110)面の配向性、あるいは面心立方晶構造を有するFe-Co合金またはFe-Co-Ni合金の(111)面の配向性を高めることができる。

【0021】さらに、低ガス化により膜中の不純物濃度、特に酸素濃度を小さくすることができ、かつ膜密度が高くなる。従って、結晶粒界付近での結晶構造の乱れを小さくすることができ、磁壁移動のピンニングサイトとしての効果を抑制することができる。これらによって、Fe、Fe-Co、Fe-Co-Niを主成分とする磁性膜の軟磁気特性を向上させることが可能となる。

【0022】

【発明の実施の形態】以下、本発明を実施するための形態について、図面を参照して説明する。

【0023】図1(a)および図1(b)は本発明の軟磁性合金膜の実施形態の微構造を模式的に示す図である。図1(a)に示す軟磁性合金膜1は、

※01～5.0μm程度とすることが好ましい。

【0025】ここで、Fe、CoおよびNiは軟磁性合金膜1の磁性を主として担う成分である。軟磁性合金膜1の主成分は、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niのいずれであってもよく、またFe-CoおよびFe-Co-Niを主成分とする場合の組成は特に限定されるものではない。従って、これらFe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする第1相Aは、体心立方晶構造、面心立方晶構造および六方晶最密充填構造から選ばれる少なくとも1種の結晶相により構成される。

【0026】軟磁性合金膜1の主成分には、Feや各種組成のFe-CoまたはFe-Co-Niが適用可能で

あるが、特に高飽和磁束密度が得られるFe-CoまたはFe-Co-Niの組成範囲として、(1)式における1-a-bの値はFeがリッチな $0.3 \leq 1-a-b \leq 0.95$ の範囲とすることが好ましい。1-a-bの値を0.3~0.95の範囲とすることによって、第1相Aを大きな飽和磁束密度が得られる体心立方晶構造のFe-Co合金またはFe-Co-Ni合金で構成することができる。

【0027】R元素は後に詳述する第2相Bの形成を促進する元素であり、Y、Ce、Pr、Nd、Sm、Eu、GdなどのYを含む種々の希土類元素を使用することができ、これらのうち、特にSmは軟磁性合金膜1の低磁歪化に対して大きな効果を示すため、R元素として好ましい元素である。

【0028】R元素の含有量xは $0 < x \leq 10\text{at}\%$ の範囲とする。R元素の含有量が10at%を超えると相対的にFe、Fe-CoまたはFe-Co-Niの量が減少することによって、飽和磁束密度などの特性が低下する。さらに、Fe-Rの2元系状態図、Co-Rの2元系状態図、およびNi-Rの2元系状態図からみて、R元素量が10at%を超えると軟磁性合金膜1の大部分が非晶質相になり、結晶相からなる第1相Aが存在し得なくなるおそれがある。膜全体が非晶質相になると、軟磁気特性はある程度維持される場合もあるが、飽和磁束密度は著しく低下して、本発明の目的を達成することができない。

【0029】R元素の含有量は、第2相Bの生成を妨げない範囲内で少なくすることが好ましい。より大きな飽和磁束密度を維持するという観点からは、R元素量は5at%以下とすることが望ましい。なお、R元素の含有量があまり少ないと、第2相Bの生成量が不足して、軟磁性合金膜1に良好な軟磁気特性を付与することができないおそれがある。従って、R元素の含有量は0.5at%以上とすることが好ましい。軟磁性合金膜1はNiを含有することができる。Niを添加した場合、組成調整により磁歪を小さくできると同時に、耐食性を向上させることができる。さらに、第1相あるいは第2相の面心立方晶構造を有する相を安定的に形成することができる。飽和磁束密度をFeより大きくするためには、Niの添加量は80at%以下とすることが好ましい。

【0030】軟磁性合金膜1は、N、CおよびBから選ばれる少なくとも1種の元素を含有していてもよい。これらの元素はR元素と結合して化合物を容易に形成する。これが結晶粒の成長を抑制し、微結晶化を促進する。ただし、これらの元素をあまり多量に含有すると、軟磁性合金膜1の飽和磁束密度が著しく低下することから、その含有量は5.0at%以下とする。

【0031】軟磁性合金膜1は、さらにTi、Ta、Hf、Al、Zr、Cr、V、Mo、W、MnおよびNbから選ばれる少なくとも1種の元素を含有していてもよい。これらの元素は上記したN、C、Bと容易に結合して化合物を形成する。これにより結晶粒成長が抑制され

る。ただし、これら元素をあまり多量に含有すると、軟磁性合金膜1の飽和磁束密度が著しく低下することから、その含有量は5.0at%以下とする。

【0032】さらに、軟磁性合金膜1はAu、Ag、Rh、Ru、Cu、Pt、PdおよびIrから選ばれる少なくとも1種の元素を含有していてもよい。これらの元素を添加することによって、軟磁性合金膜1の耐食性を向上させることができる。ただし、上記した元素をあまり多量に含有すると、軟磁性合金膜1の飽和磁束密度が著しく低下することから、その含有量は5.0at%以下とする。上記した元素のうち、Cuは微結晶化効果が非常に大きく、優れた軟磁気特性をもたらす。

【0033】軟磁性合金膜1は、図1(a)に示したように、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする結晶相からなる第1相Aの周囲に、これとは結晶構造が異なる第2相Bが配置された微構造を有している。第2相Bは少なくともR元素を含み、非晶質相、第1相Aとは異なる結晶相、R元素の偏析相などからなる。第2相Bは軟磁性合金膜1を成膜した後の熱処理で析出させたり、あるいは成膜法によっては成膜時に既に形成されている場合もある。

【0034】高飽和磁束密度を維持するために、第1相Aおよび第2相Bは共に強磁性相であることが好ましい。また、第2相Bは負磁歪をもつと膜全体の飽和磁歪を低減できることから好ましい。

【0035】第1相Aは主として高飽和磁束密度を維持する相である。第2相Bは主として結晶成長の抑制相として機能する。従って、第2相Bは飽和磁束密度が低い場合が多い。軟磁性合金膜1の飽和磁束密度を高める観点からは、第2相Bの比率が低い方が好ましい。具体的には、軟磁性合金膜1中に占める第2相Bの比率は膜平面の面積比として20%以下とすることが好ましい。第2相Bの比率は面積比で10%以下とすることがさらに好ましい。ただし、第2相Bの比率があまり低いと、第1相Aの結晶成長を抑制する機能が低下するため、第2相Bの比率は面積比で2%以上とすることが好ましい。第2相Bの面積比は、例えば電子顕微鏡による平面観察から評価することができる。

【0036】第1相Aを構成するFe結晶相、Fe-Co結晶相またはFe-Co-Ni結晶相の結晶粒径は50nm以下とすることが好ましい。第1相Aまたは第2相Bのどちらかが50nmを超える結晶粒径まで粒成長すると、Fe、Fe-Co合金またはFe-Co-Ni合金が有する結晶磁気異方性が軟磁性合金膜1の軟磁気特性を阻害する。特に、体心立方晶構造を有する結晶相が存在する場合、この相は結晶磁気異方性および飽和磁歪が大きいため、結晶粒径は5nm以上20nm以下とすることがさらに好ましい。このような結晶粒の微細化は結晶構造が異なる2つの相A、Bを存在させることで実現される。

【0037】なお、各相A、Bの平均結晶粒径は、例え

ば図2に示すようなX線回折の 2θ スキャンによる各回折ピークの半値幅を用い、Scherrerの式から求めることができる。あるいは、電子顕微鏡による平面観察で結晶粒径を判断する場合には、回折ピークの特定の部分に制限視野絞り入れる。暗視野像において、絞りを入れた特定の結晶粒とそれ以外の結晶粒にコントラストをつけることにより、結晶粒径を測定、評価することができる。

【0038】第1相Aは、特に高飽和磁束密度を有するFe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造からなる結晶相とすることが好ましい。この際、(1)式中の $1-a-b$ の値は $0.3 \leq 1-a-b \leq 0.95$ の範囲とする。 $1-a-b$ の値を $0.3 \sim 0.95$ の範囲とすることによって、第1相Aを体心立方晶構造のFe-Co合金またはFe-Co-Ni合金で構成することができる。これによって、軟磁性合金膜1の飽和磁束密度がより一層向上する。Fe-Co合金の場合には、特に(1)式中の $1-a-b$ の値を $0.6 \leq 1-a-b \leq 0.9$ とすることによって、およそ2.2T以上の高い飽和磁化を発現させることができる。

【0039】体心立方晶構造を有する第1相A(図1(b)の第1相Cを含む)は、膜面に対して(110)面を優先配向させることが好ましい。第1相Aを(110)面に優先配向させた体心立方晶構造を有する結晶相とすることによって、飽和磁歪を低減することができる。なお、第1相Aの飽和磁歪の低減にはR元素も寄与しており、特にR元素としてSmを用いた場合にその効果が大きい。

【0040】体心立方晶構造を持つ磁性体が(110)面に優先配向した場合、その配向面内で磁化が回転すると、磁化は飽和面内磁歪 λ^{110} を感じるようになる。飽和面内磁歪 λ^{110} は、 $\langle 100 \rangle$ 方向の線磁歪 λ^{100} と $\langle 111 \rangle$ 方向の線磁歪 λ^{111} とを用いて、以下のように表される。

【0041】 $\lambda_s^{110} = (3\lambda^{100} + 5\lambda^{111})/8$
体心立方晶構造を有するFe-Co合金またはFe-Co-Ni合金の線磁歪は、 λ^{100} より λ^{111} の方が小さい。従って、(110)面に優先配向させることによって、(110)面磁歪を小さく抑えることができる。これによって、磁化の面内回転に対する磁歪および膜応力の影響を小さくすることが可能となる。

【0042】ここで、(110)面が膜面に平行に成長している状態とは、X線回折像において(110)面に起因する回折ピークが現れ、かつそのピークの積分強度が他のピークの積分強度に比べて大きい場合を指すものとする。この際、(110)面に起因する回折ピークのみが存在する状態が好ましい。さらに、(110)面に起因する回折ピークのロッギングカーブの半値幅が10度以下であることが望ましく、5度以下であることがさらに望ましい。ロッギングカーブの半値幅については図2に示した通りである。

【0043】他の分析・評価方法としては電子線回折を用いることができ、電子顕微鏡による膜断面の観察によるデフラクションパターン(110)に起因するスポットが存在し、その広がり幅がダイレクトスポットに対して13度以下の角度を有することが好ましく、さらには7度以下であることが望ましい。図16に体心立方晶構造の電子線回折像を示す。

【0044】第2相Bは、R元素を含む非晶質相や第1相Aとは異なる結晶相からなる。第2相Bの具体例としては、まずR元素を含む非晶質相、例えば $R_2(Fe-Co)_{17}$ 、 $R(Fe-Co)_2$ 、 $R(Fe-Co)_3$ 、 $R_2(Fe-Co)_7$ 、 $R(Fe-Co)_5$ などのR元素を含む化合物相、R元素の偏析相などが挙げられる。これらの相は第1相Aの結晶粒の粗大化を抑制する効果を示す。また、多くのFe-Co-R合金、Fe-R合金、Co-R合金は大きな負の磁歪を有するため、軟磁性合金膜1全体の飽和磁歪を低下させる効果を示す。

【0045】第2相BがFe-Co-Rを主成分とする非晶質相や化合物相である場合、これらは一般的に硬磁性物質である。このため、その平均結晶粒径を2nm以下と微細化して、第2相Bを超常磁性化することが好ましい。このように、第2相Bの平均結晶粒径を2nm以下とすることによって、軟磁性合金膜1の軟磁気特性を劣化させることなく、第1相Aの結晶粒成長を抑制することが可能となる。

【0046】第2相Bは、第1相Aが体心立方晶構造や六方晶最密充填構造などを有する場合、R元素を含む面心立方晶構造を有する結晶相で構成してもよい。面心立方晶構造を有する結晶相は良好な軟磁気特性を有するため、第1相Aの結晶成長抑制機能を維持しつつ、膜全体の軟磁性化を補助する役割を担う。さらに、面心立方晶構造を有する結晶相にはR元素が固溶しやすく、かつ飽和磁歪も元々小さいため、R元素の添加によりさらに小さくすることができる。

【0047】第1相Aを面心立方晶構造を有する結晶相で構成する場合、第1相Aは(111)面に優先配向していることが好ましい。面心立方晶構造を有する結晶相を(111)面に優先配向させることによって、より軟磁気特性が向上する。従って、軟磁性合金膜1全体としての軟磁気特性をより一層向上させることができる。結晶面の優先配向状態は、前述したようにX線回折や電子線回折により評価することができる。図17に面心立方晶構造の電子線回折像を示す。ここでは、(111)面のロッギングカーブの半値幅は10度以下であることが好ましく、さらには5度以下であることが望ましい。

【0048】上述したように、軟磁性合金膜1中に結晶構造が異なる第1相Aと第2相Bとを出現させることによって、これら各相A、Bの結晶粒は互いに粒成長を抑制する働きを示す。特に、第2相Bは磁気特性を主として担う第1相Aの結晶粒の成長を抑制する。従って、軟

11

磁性合金膜1を構成する結晶粒、特に磁気特性を主として担う第1相Aの結晶粒を微細化することができる。結晶粒の微細化は各相A、Bの実効的な結晶磁気異方性を低下させる。特に、第1相Aの実効的な結晶磁気異方性を低下させることができる。従って、軟磁性合金膜1に良好な軟磁気特性を付与することが可能となる。上述したように、第2相Bも場合によっては軟磁気特性の向上に寄与する。

【0049】第1相Aは不可避免的に固溶されるR元素を除いて、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niからなる結晶相により構成されているため、Fe相、Fe-Co相またはFe-Co-Ni相が本来有する高飽和磁束密度を維持することができる。この際、第1相AがFe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造からなる場合には、特に大きな飽和磁束密度を得ることができる。さらに、第1相Aの熱による粒成長は第2相Bにより抑制されるため、第1相Aの熱安定性を高めることができる。R元素は第1相Aに不可避免的に固溶される分を除いて、主として第2相Bに含まれて軟磁性合金膜1中に析出しているため、R元素が軟磁性合金膜1の熱安定性を低下させるようなこともない。

【0050】軟磁性合金膜1は、Fe相、Fe-Co相またはFe-Co-Ni相が本来有する高飽和磁束密度を維持した上で、良好な軟磁気特性を有するものである。さらに、軟磁性合金膜1は熱安定性に優れることから、優れた飽和磁束密度および良好な軟磁気特性を安定に維持することができる。このような軟磁性合金膜1は、特に薄膜磁気ヘッドの磁極材料として好適である。

【0051】上述したような微構造を有する軟磁性合金膜1は、例えばFe-R合金、Fe-Co-R合金またはFe-Co-Ni-R合金のターゲット、Fe、Fe-Co合金またはFe-Co-Ni合金ターゲット上にRチップを配置した複合ターゲットなどを用いて、スパッタ成膜することにより得ることができる。Fe、Fe-Co合金またはFe-Co-Ni合金ターゲットと、Fe-R化合物、Fe-Co-R化合物、またはFe-Co-Ni-R化合物ターゲットとを用いて、2元同時スパッタすることによっても、同様に軟磁性合金膜1が得られる。

【0052】スパッタ法により軟磁性合金膜1を成膜するにあたって、結晶相からなる第1相Aの高配向化や2相分離を促進するため、基板にバイアスを印加しながら成膜を行うことが好ましい。基板バイアスは300W以下とすることが好ましい。このようなバイアスパッタ法によれば、成膜時に2相分離構造を容易に得ることができる。また、スパッタ成膜により得られた膜に200～300℃程度の温度で熱処理を施して、第2相Bの析出を促進してもよい。

【0053】さらに、軟磁性合金膜1のモフォロジーや配向性を考慮して、低Ar圧下で成膜することが好まし

12

い。このような低Ar圧で成膜する方法としては、イオンビームスパッタ法や差動排気型コリメーションスパッタ法などが挙げられる。特に、配向性という観点からは、低Ar圧でターゲット-基板間距離を十分に大きく設定することが好ましい。

【0054】軟磁性合金膜1は図3に示すように下地膜2上に形成することによって、第1相Aもしくは第2相Bの結晶配向性を高めることができる。下地膜2には、例えば(110)面を膜面に平行に成長させた体心立方晶構造を有する結晶相、(111)面を膜面に平行に成長させた面心立方晶構造を有する結晶相、(001)面を膜面に平行に成長させた六方晶最密充填構造を有する結晶相、あるいはこれらの混合相が適用される。例えば、体心立方晶構造を有するFe-Co相やFe-Co-Ni相は、(110)面を有する下地膜2上において優先配向しやすい。同様に、面心立方晶構造を有するFe-Co相やFe-Co-Ni相は、(111)面を有する下地膜2上において優先配向しやすい。

【0055】なお、下地膜2の優先配向状態は、前述したようにX線回折や電子線回折により評価することができる。ここでは、各結晶面のロックングカーブの半値幅は10度以下であることが好ましく、さらには5度以下であることが望ましい。

【0056】下地膜2の代表例としては、Cu、Au、Pd、Ir、Al、Fe、Cr、Ag、Pt、Ti、Ta、W、V、Hf、Zr、Nb、Ni、Rh、Ru、Mn、Moなどの金属単体膜、あるいはこれらの金属を少なくとも1種含む合金膜などが挙げられる。合金膜としては、例えば $\text{Ni}_x\text{Fe}_{100-x}$ 、 $\text{Cu}_x\text{Au}_{100-x}$ などが用いられる。

【0057】下地膜2の膜厚は5nm以上であることが好ましい。下地膜2の膜厚が5nm未満であると、基板3の表面荒れなどにより完全な結晶質の膜を形成することが困難であり、上記したような配向面が得られないおそれがある。下地膜2を十分に配向させる上で、その膜厚は5nm以上であることが好ましく、さらには10nm以上とすることが好ましい。ただし、下地膜2の膜厚があまり厚いと結晶粒径が粗大化して、その上部に形成される軟磁性合金膜1の平均結晶粒径が大きくなるおそれがある。このため、下地膜2の膜厚は100nm以下とすることが好ましい。

【0058】次に、図1(b)を参照して、本発明の他の軟磁性合金膜の実施形態について説明する。図1

(b)に示す軟磁性合金膜2は、

一般式： $\text{Fe}_{1-a-b}\text{Co}_a\text{Ni}_b \cdots (2)$

(式中、aおよびbは $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a + b < 1$ である)で実質的に表される組成を有する。

【0059】このような組成を満足する軟磁性合金膜2は、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造からなる第1相Cと、Fe、Fe

-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする面心立方晶構造からなる第2相Dとを有し、第1相Cの平均結晶粒径は第2相Dの平均結晶粒径より大きく、かつ第1相Cが膜組織の50%以上を占める。軟磁性合金膜2の主成分は、前述した軟磁性合金膜1と同様に、特に高飽和磁束密度が得られる組成範囲として、(2)式における1-a-bの値がFeがリッチな $0.6 \leq 1-a-b \leq 0.95$ の範囲の組成とすることが好ましい。

【0060】第1相Cと第2相Dを混在させることによって、第1相Cの結晶粒の粗大化を抑制することができる。また、面心立方晶構造を有する第2相Dは低保磁力化を促進する。第1相Cの平均結晶粒径を第2相Dの平均結晶粒径よりも大きく、かつ第1相Cが膜組織の50%以上を占めることによって、体心立方晶構造を有する第1相CのFeよりも高い飽和磁束密度を損うことがない。

【0061】さらに、体心立方晶構造を有する第1相Cが大きな正磁歪を有することに対して、面心立方晶構造を有する第2相Dは組成の調整により負磁歪を持たせることが可能であり、少なくとも第1相Cよりは第2相Dの方が飽和磁歪が小さい。従って、第2相Dの存在により膜全体の飽和磁歪を低減することができる。

【0062】ここで、第1相Cは(110)面が膜面に対して平行に成長していることが好ましい。これは、前述した軟磁性合金膜1の場合と同様に、磁歪の影響を低減する。また、膜全体の軟磁気特性を向上させる第2相Dは(111)面が膜面に対して平行に成長していることが好ましい。

【0063】この際、第1相Cの(110)面が膜面に対して平行に成長している状態、あるいは第2相Dの(111)面が膜面に対して平行に成長している状態は、X線回折におけるロッキングカーブ測定、あるいは電子顕微鏡による膜断面からの観察により構造解析できる。体心立方晶構造を有する第1相Cの(110)ピークのロッキングカーブの半値幅は10度以下であることが好ましい。さらに5度以下であればなお好ましい。別の分析では、電子顕微鏡による膜断面からの観察によるデフラクションパターンの(110)に起因するスポットが存在し、その広がり幅がダイレクト・スポットに対して13度以下の角度を有することが好ましく、さらに7度以下であることが望ましい。

【0064】さらに、第1相Cの結晶粒径は50nm以下の範囲であり、第2相Dの結晶粒径は15nm以下の範囲である。第2相Dの結晶粒径が15nmを超えると、結晶粒の粗大化を抑制する効果が小さくなる。また、第1相Cが50nmを超える結晶粒径をもつと、その大きな結晶磁気異方性の効果により、軟磁気特性が劣化する。

【0065】次に、本発明の第3の軟磁性合金膜の実施形態について述べる。

【0066】本発明の第3の軟磁性合金膜は、

一般式： $Fe_{1-a-b}Co_aNi_b \cdots (3)$

(式中、aおよびbは $0 \leq a < 1$ 、 $0 \leq b < 1$ 、 $0 \leq a+b < 1$ である)で実質的に表される組成を有し、膜全体がFe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする体心立方晶構造を有する相からなり、かつ結晶粒径が50nm以下の範囲であると共に、(110)面が軟磁性合金膜の膜面に平行に成長しているものである。

【0067】膜全体を体心立方晶構造を有する相とすることによって、Feよりも高い飽和磁束密度を維持することができる。そのためにはFeの組成範囲を $0.3 \leq 1-a-b \leq 0.95$ とすることが好ましい。また、この実施形態の軟磁性合金膜は、全ての結晶粒の粒径を50nm以下としている。この範囲より大きい結晶粒が存在すると、軟磁気特性が劣化する。さらに、(110)面を膜面に対して平行に成長させることによって、より一層良好な軟磁気特性が得られる。

【0068】この際、体心立方晶構造を有する相の(110)面が膜面に対して平行に成長している状態は、X線回折におけるロッキングカーブ測定、あるいは電子顕微鏡による膜断面からの観察により構造解析できる。体心立方晶構造を有する相の(110)ピークのロッキングカーブの半値幅は10度以下であることが好ましい。さらに5度以下であればなお好ましい。別の分析では、電子顕微鏡による膜断面からの観察によるデフラクションパターンの(110)に起因するスポットが存在し、その広がり幅がダイレクト・スポットに対して13度以下の角度を有することが好ましく、さらに7度以下であることが望ましい。

【0069】上述した各実施形態の軟磁性合金膜を形成する方法としては、低ガス圧下でのスパッタリングやバイアススパッタリングが好ましい。特に、コリメーションスパッタ法や差動排気型スパッタ装置を用いると好ましい。

【0070】次に、本発明の軟磁性膜の製造方法の実施形態について説明する。本発明の軟磁性膜の製造方法においては、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする軟磁性合金膜を1.0mTorr以下のガス雰囲気中でスパッタリング法により成膜する。すなわち、平均自由行程が3.0mm以上のガス雰囲気中でスパッタ成膜する。ここで、平均自由行程が3.0mm以上のガス雰囲気は、ガス種に応じてガス圧を設定することにより得ることができる。平均自由行程 λ (cm)は、以下の式によりガス圧から求めることができる。

【0071】式： $\lambda = \lambda_0 \cdot (T/273) \cdot 1/P$

ここで、Pはガス圧(Torr)、Tは温度(K)である。 λ_0 は0℃、1Torrのときの平均自由行程であり、ガス種により決まる定数である。表1にガス種による λ_0 の値を示す。また、温度が室温付近であれば、 $\lambda = \lambda_0 / P$ で近似できる。

【表1】

15

ガス種	λ_0 ($\times 10^{-3}$ cm)
Ar	4.47
Kr	3.45
Xe	2.25
H ₂	8.01
O ₂	4.57
N ₂	4.10

平均自由行程が3.0mm以上のガス雰囲気とは、通常の成膜時のガス雰囲気に対してガス圧を低く抑えたものである。例えば、軟磁性合金膜をスパッタ法で成膜する際に、スパッタガスの平均自由行程を3.0mm以上に設定することによって、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする軟磁性合金膜の結晶配向性が大幅に向上する。具体的には、軟磁性合金膜が体心立方晶構造を有するFe相、Fe-Co合金相またはFe-Co-Ni合金相である場合には、(110)面を優先配向させることができる。軟磁性合金膜が面心立方晶構造を有するFe相、Fe-Co合金相またはFe-Co-Ni合金相である場合には、(111)面を優先配向させることができる。

【0072】軟磁性合金膜が面心立方晶構造を有する場合、面心立方晶構造は元々飽和磁歪が小さく、さらに(111)面に優先配向させることで、より一層軟磁気特性が向上する。軟磁性合金膜が体心立方晶構造を有する場合、前述したように(110)面に優先配向させることによって、(110)面磁歪を小さく抑えることができる。従って、磁化の面内回転に対する磁歪および膜応力の影響が小さくなる。これらによって、磁性膜の軟磁気特性を向上させることができる。

【0073】さらに、平均自由行程が3.0mm未満のスパッタガス圧（プラズマ放電圧力が1.0mTorr以下のガス雰囲気）では、軟磁性合金膜の配向性が低下すると同時に、膜中の酸素含有量が増大し、さらに膜質の悪化により耐食性が劣化する。膜中に含有された酸素は、熱処理などによりFe相、Fe-Co合金相やFe-Co-Ni合金相と反応し、酸化物を結晶粒内や結晶粒界に析出、形成させる。結晶粒内や結晶粒界に析出した酸化物は、磁化回転のピンニングサイトとなり、保磁力を増大させて軟磁気特性を劣化させる要因となる。

【0074】図4に、本発明の軟磁性合金膜の製造方法を適用する上で有効なスパッタ装置の一構成例を示す。図4に示すスパッタ装置10は、スパッタリング室11とデポジション室12とを有している。スパッタリング室11にはターゲット13が配置されている。デポジション室12には、スパッタリング室11内のターゲット13と対向するように基板ホルダ14が配置されており、この基板ホルダ14に基板15が保持されている。

16

【0075】スパッタリング室11とデポジション室12との間には、例えば図5に示すようなコリメータ16が配置されている。さらに、スパッタリング室11およびデポジション室12には、それぞれ排気ポンプ17、18が接続されており、各室11、12の雰囲気圧が個々に設定可能とされている。図中19はプロセスガスの導入口である。

【0076】このようなスパッタ装置において、スパッタリング室11およびデポジション室12（特にスパッタリング室11）内のガス圧はプラズマ放電圧力が1.0mTorr以下（平均自由行程が3.0mm以上）となるように設定される。このようなガス雰囲気中でFeまたはFe-Coを主成分とする軟磁性合金膜をスパッタ成膜することによって、配向性に優れた軟磁性合金膜が得られる。

【0077】さらに、スパッタリング室11とデポジション室12との間にコリメータ16を配置することによって、指向性の高いスパッタ粒子のみが堆積する。これによって、軟磁性合金膜の配向性を一層高めることができる。コリメータ16を用いると、基板15上への反跳粒子の衝突が抑制され、膜のダメージを抑えることができる。コリメータ16の開孔径dは、指向性の必要度合い、膜堆積速度などを考慮して設定される。加えて、スパッタリング室11とデポジション室12の圧力差を利用した差動排気型スパッタを適用することによって、より指向性の強いスパッタ粒子が堆積する。従って、軟磁性合金膜の配向性をさらに高めることができる。

【0078】このように、Fe、Fe-CoまたはFe-Co-Niを主成分とする軟磁性合金膜をプラズマ放電圧力が1.0mTorr以下のガス雰囲気（平均自由行程が3.0mm以上のガス雰囲気）中でスパッタ成膜する際に、コリメーションスパッタや差動排気型スパッタを適用することによって、軟磁性合金膜の優先配向性をより一層高めることができる。従って、軟磁性合金膜の軟磁気特性をさらに向上させることが可能となる。

【0079】トレンチ内に軟磁性合金膜を埋め込んで磁気ヘッドの磁極を形成する場合、本発明の軟磁性合金膜の製造方法は特に有効に作用する。すなわち、低圧のスパッタガス中での成膜、さらにコリメーションスパッタや差動排気型スパッタを組合せることによって、より指向性の高いスパッタ粒子のみが選択的に堆積する。従って、トレンチ内の側壁からの結晶成長が抑制でき、良好な配向性および結晶性を有する軟磁性合金膜からなる磁極が得られる。

【0080】本発明の軟磁性合金膜の製造方法は、前述した本発明の軟磁性合金膜を作製する際に有効である。すなわち、図1Aに示したように、第1相Aと第2相Bを有する軟磁性合金膜1を作製する場合に、本発明の製造方法を適用することによって、例えば第1相Aの結晶配向性を高めることができる。第2相Bが結晶相からなる場合には、その配向性を高めることもできる。このよ

うに、第1相Aおよび第2相Bの結晶配向性を高めることによって、軟磁性合金膜1の軟磁気特性をより一層向上させることが可能となる。

【0081】次に、本発明の磁気ヘッドの実施形態について説明する。

【0082】図6は、本発明の磁気ヘッドを用いた録再生分離型磁気ヘッドの一実施形態の要部構成を一部切り欠いて示す図である。同図において、21は基板であり、この基板21には例えば Al_2O_3 層を有する $Al_2O_3 \cdot TiC$ 基板が用いられる。基板21上にはNiFe合金やアモルファス $CoZrNb$ 合金などの軟磁性材料からなる厚さ1〜2 μm 程度の下側磁気シールド層22が形成されている。

【0083】下側磁気シールド層22上には、 $AlOx$ などの非磁性絶縁材料からなる厚さ150nm程度の下側再生磁気ギャップ23を介して、磁気抵抗効果膜(MR膜)24が形成されている。MR膜24には、異方性磁気抵抗効果(AMR)を示すパーマロイ合金膜などのAMR膜、あるいは巨大磁気抵抗効果(GMR)を示す人工格子膜、スピンバルブ膜、強磁性トンネル接合膜などのGMR膜が用いられる。MR膜24の両端部には、それぞれMR膜24にセンス電流を供給するリード電極25が接続されている。これらMR膜24およびリード電極25は再生素子部を構成している。

【0084】MR膜24およびリード電極25上には、下側再生磁気ギャップ膜23と同様な非磁性絶縁材料からなる上側再生磁気ギャップ26を介して、上側磁気シールド層27が形成されている。上側磁気シールド層27は下側磁気シールド層22と同様な軟磁性材料からなる。これら各構成要素によって、再生ヘッドとしてのシールド型MRヘッド28が構成されている。

【0085】シールド型MRヘッド21上には、記録ヘッドとして薄膜磁気ヘッド29が形成されている。薄膜磁気ヘッド29の下部記録磁極は、上側磁気シールド層27と同一の磁性層により構成されている。すなわち、シールド型MRヘッド28の上側磁気シールド層27は、薄膜磁気ヘッド29の下部記録磁極を兼ねている。この上側磁気シールド層を兼ねる下部記録磁極27上には、 $AlOx$ などの非磁性絶縁材料からなる記録磁気ギャップ30が形成されている。

【0086】記録磁気ギャップ30上には上部記録磁極31が設けられている。媒体対向面より後方側には、上部記録磁極31の下側にCuなどからなるコイル32が形成されている。すなわち、上部記録磁極31と下部記録磁極27との間にコイル32が配置されている。コイル32は図示を省略したポリイミドなどの絶縁層内に埋め込まれている。これら各構成要素によって、記録ヘッドとしての薄膜磁気ヘッド29の主要部が構成されている。

【0087】上部記録磁極31は、図7および図8に示

すように、記録磁気ギャップ30と接する磁極先端部31aと、この磁極先端部31aと接続され、それより幅広の補助磁極31bとを有している。図7に示した磁極構造において、補助磁極31bは磁極先端部31aと分離されている。図8に示したように、補助磁極31bは磁極先端部31aと一体的に形成してもよい。下部記録磁極27は同様に記録磁気ギャップ30と接する磁極先端部27aを有している。これら磁極先端部27a、31aは、記録磁気ギャップ30を介して対向配置されている。

【0088】上述した録再生分離型磁気ヘッドの記録ヘッドとして機能する薄膜磁気ヘッド29において、下部記録磁極27および上部記録磁極31の媒体対向面近傍部分は、図9、図10、図11に示すように、いずれも第1の磁性層33と第2の磁性層34との積層膜を有している。

【0089】第1の磁性層33は、前述した(1)式で組成が表され、微構造として第1相と第2相を有する本発明の軟磁性合金膜からなる。第2の磁性層34は、第1の磁性層33の飽和磁束密度 Bs_1 より小さい飽和磁束密度 Bs_2 ($Bs_2 < Bs_1$)を有する軟磁性膜からなる。第2の磁性層34には、飽和磁束密度が比較的小さいパーマロイ($Ni_{80}Fe_{20}$ など)、アモルファス $CoFeZr$ 合金、センダストなどが用いられる。

【0090】なお、上部記録磁極31の記録磁気ギャップ30と接する部分には、極薄い第3の磁性層35を配置してもよい。第3の磁性層35には、第2の磁性層34と同様に、飽和磁束密度が比較的小さい軟磁性膜が用いられる。

【0091】図9に示す磁極構造において、高 Bs の第1の磁性層33は下部記録磁極27および上部記録磁極31の各磁極先端部27a、31aの一部を構成している。上部記録磁極31において、低 Bs の第2の磁性層34は磁極先端部31aの残余の部分と補助磁極31bを構成している。下部記録磁極27において、低 Bs の第2の磁性層34は磁極先端部27aの残余の部分と磁極本体27を構成している。このような磁極構造は、図7に示した分離型磁極および図8に示した一体型磁極のいずれにも適用可能である。

【0092】図9に示した磁極構造は、例えば以下のようにして形成することができる。まず、第2の磁性層34と第1の磁性層33の積層膜からなる下部記録磁極27を形成する。下部記録磁極27は、通常のPEP(フォトエンブレイブメントプロセス)などにより形成された磁極先端部27aを有する。

【0093】次いで、下部記録磁極27上に SiO_x などからなる絶縁層36に形成し、この絶縁層36にトレんチ37を形成する。トレんチ37の形状は、図10に示すように、側壁を角度 θ で傾斜させた形状であってもよい。

【0094】この後、絶縁層36に形成したトレンチ37の内部に、スパッタ法などで高Bs材料(第1の磁性層33)と低Bs材料(第2の磁性層34)を順に埋め込んで、磁極先端部31aを形成する。その上に第2の磁性層34からなる補助磁極31bを形成する。

【0095】図11に示すように、上部記録磁極31における第1の磁性層33は、磁極先端部31aとその近傍の補助磁極31bの一部を構成するように形成してもよい。下部記録磁極27についても同様であり、第1の磁性層33で磁極先端部27aとその近傍の磁極本体27の一部を構成してもよい。

【0096】上述したように、本発明の薄膜磁気ヘッドにおいては、高飽和磁束密度および良好な軟磁気特性を有する本発明の軟磁性合金膜(第1の磁性層33)を記録磁気ギャップ30側に配置している。従って、記録電流を増大したときの磁極先端部27a、31aの磁気飽和を抑制することができる。これによって、良好な記録磁界強度と磁界傾度を得ることが可能となる。さらに、オーバーライト特性を著しく向上させることができる。

【0097】なお、図7～図11では下部および上部記録磁極27、31の両方に凸状の磁極先端部を形成した磁極構造について説明したが、磁極先端部はいずれか一方の磁極のみに形成してもよい。また、本発明の軟磁性合金膜は、下部および上部記録磁極27、31のいずれか一方の磁極のみに使用してもよい。さらに、本発明の軟磁性合金膜のみで磁極を作製することも可能である。

【0098】上述した磁気記録再生ヘッドとしての録再分離型磁気ヘッドはヘッドスライダに組み込まれる。磁気記録再生ヘッドを備えるヘッドスライダは、例えば図12に示す磁気ディスク装置などの磁気記録装置に搭載される。図12はロータリーアクチュエータを用いた磁気ディスク装置40の概略構造を示している。

【0099】磁気ディスク41はスピンドル42に装着され、駆動装置制御源(図示せず)からの制御信号にตอบสนองするモータ(図示せず)により回転する。磁気ディスク41上を浮上した状態で情報の記録再生を行うヘッドスライダ43は、薄膜状のサスペンション44の先端に取り付けられている。

【0100】磁気ディスク41が回転すると、ヘッドスライダ43の媒体対向面(ABS)は磁気ディスク41の表面から所定の浮上量d(0以上100nm以下)をもって保持される。ヘッドスライダ43は、上述した実施形態の録再分離型磁気ヘッドを具備する。

【0101】サスペンション44は、図示しない駆動コイルを保持するボビン部などを有するアクチュエータアーム45の一端に接続されている。アクチュエータアーム45の他端には、リニアモータの1種であるボイスコ

イルモータ46が設けられている。ボイスコイルモータ46は、アクチュエータアーム45のボビン部に巻き上げられた図示しない駆動コイルと、それを挟み込むように対向して配置された永久磁石および対向ヨークからなる磁気回路とから構成される。

【0102】アクチュエータアーム45は、固定軸47の上下2カ所に設けられた図示しないボールベアリングによって保持され、ボイスコイルモータ46により回転摺動が自在にできるようになっている。

【0103】

【実施例】次に、本発明の具体的な実施例およびその評価結果について説明する。

【0104】実施例1

まず、Fe₈₀Co₂₀組成のFe-C合金ターゲットを真空アーク溶解により作製した。このFe-C合金ターゲット上にRチップ(10×10mm)を載せ、これを用いてRFCマグネトロンスパッタリング法によりFe-C-O-R合金薄膜を成膜した。Fe-C合金ターゲットの大きさは5inchとした。Fe-C合金ターゲットのエロージョン面積に対するRチップの面積比は約2%とした。

【0105】スパッタ時のArガス圧は3.0mTorr以下とし、成膜前の背圧は1.0×10⁻⁶Torr以下とした。膜のモフォロジーを考慮すると、スパッタ時のAr圧は0.5mTorr以下が望ましい。膜の微結晶化および2相分離を促進するために、基板にバイアスをかけながら成膜を行った。基板バイアスは300W以下とした。

【0106】成膜基板にはガラス基板(コーニング#0211)とSi(100)基板を用い、成膜時には成膜装置の基板ホルダを水冷した。各合金膜には成膜後に以下の条件で熱処理を施した。まず、回転磁界中にて300℃で1時間保持し、さらに5分間固定磁界中で保持した後、炉冷した。熱処理温度は薄膜磁気ヘッドの製造プロセスでの熱処理工程を考慮して決定した。

【0107】ガラス基板上に成膜した合金膜を使用して、保磁力および飽和磁歪を測定した。飽和磁歪の測定は光てこ法により行った。また、Si(100)基板上に成膜した合金膜により、結晶構造をX線回折および電子顕微鏡(TEM)観察により決定した。さらに、膜組成に関しては、ICP分析法および蛍光X線分析法により決定した。

【0108】表2に、Rチップとして種々の希土類元素を用いた場合の膜組成と保磁力の測定結果を示す。なお、表2中の比較例1は、Fe-C合金ターゲットのみを用いて成膜した磁性膜である。

【0109】

【表2】

		膜組成 (at%)	保磁力 (Oe)
比較例1		$\text{Fe}_{80}\text{Co}_{20}$	45.5
実施例1	試料1	$\text{Fe}_{77.2}\text{Co}_{19.3}\text{Sm}_{3.5}$	4.3
	試料2	$\text{Fe}_{78.0}\text{Co}_{19.5}\text{Y}_{2.5}$	5.9
	試料3	$\text{Fe}_{77.3}\text{Co}_{19.3}\text{Ce}_{3.4}$	4.2
	試料4	$\text{Fe}_{76.2}\text{Co}_{19.0}\text{Pr}_{4.8}$	3.8
	試料5	$\text{Fe}_{76.4}\text{Co}_{19.1}\text{Nd}_{4.5}$	4.9
	試料6	$\text{Fe}_{77.9}\text{Co}_{19.5}\text{Eu}_{2.6}$	3.0
	試料7	$\text{Fe}_{77.8}\text{Co}_{19.4}\text{Gd}_{2.8}$	3.0

X線回折およびTEM観察による構造解析結果から、比較例1の試料は体心立方晶構造のみからなり、平均結晶粒径は約60nm、X線回折の(110)ロックンガープ半値幅は約6.0度であった。一方、実施例1の各試料は、平均結晶粒径が約20nm以下の体心立方晶構造を有する結晶相と、平均結晶粒径が2.0nm以下の非晶質相との混合相から構成されていることが確認された。

【0110】ここで、TEM観察では対物絞りを用いた暗視野像観察でアモルファスを確認することができた。さらに、高分解能観察(40万倍以上)でも非晶質相を確認することができた。実施例1の各試料において、X線回折の(110)ロックンガープ半値幅は全て5.0度以上であった。

【0111】なお、上記した実施例1では、希土類元素をチップ法により添加する場合について説明したが、所定の組成を有する $\text{Fe}-\text{Co}-\text{R}$ 合金ターゲットを用いた場合についても同様な結果が得られた。また、使用するターゲットは含有酸素濃度が低い方がよく、ターゲットの形成法としては溶解法が好適である。さらに、後述する他の実施例に示すように、低Ar圧の差動排気型コリメーションスパッタリング装置を使用することによって、良好な(110)優先配向を有し、より優れた軟磁気特性をもつ $\text{Fe}-\text{Co}$ 系軟磁性合金膜を得ることができる。

*【0112】実施例2

実施例1と同様な方法を適用し、チップ数を増やして作製した各種合金膜について、添加した希土類元素(Yを含む)と飽和磁歪との関係を調べた。その磁歪測定結果を図13に示す。

【0113】図13から、 $\text{Fe}_{80}\text{Co}_{20}$ に軽希土類元素を添加すると、微結晶効果に加えて磁歪低減効果が得られることが分かる。それらの中でも、特にSmを添加した場合に磁歪の低減効果が最も大きく、正の 10^{-5} 台であった $\text{Fe}_{80}\text{Co}_{20}$ の飽和磁歪を負の 10^{-6} 台まで下げることができることが分かる。

【0114】なお、実施例2の各試料の希土類元素の含有量は、ICPによる組成分析の結果、いずれも5at%以上10at%未満であった。

【0115】実施例3

$(\text{Fe}_{80}\text{Co}_{20})_{100-x}\text{Sm}_x$ (at%)($x=0.5, 1.0, 5.0, 10.0, 15.0$)の組成比を有する各合金ターゲットを用いて、実施例1と同様な条件下でのDCマグネトロンスパッタ法により、それぞれ $\text{Fe}-\text{Co}-\text{Sm}$ 合金膜を成膜した。これら各合金膜について、実施例1と同様に構造解析および磁化測定を行った。表3に磁化測定結果を示す。

【0116】

【表3】

		膜組成 (at%)	保磁力 (Oe)	Bs (T)
実施例3	試料1	$\text{Fe}_{79.4}\text{Co}_{19.9}\text{Sm}_{0.7}$	1.8	2.3
	試料2	$\text{Fe}_{79.1}\text{Co}_{19.8}\text{Sm}_{1.1}$	2.0	2.2
	試料3	$\text{Fe}_{76.4}\text{Co}_{19.1}\text{Sm}_{4.5}$	5.0	2.16
	試料4	$\text{Fe}_{72.4}\text{Co}_{18.1}\text{Sm}_{9.5}$	10.0	2.0
比較例2		$\text{Fe}_{68.2}\text{Co}_{17.0}\text{Sm}_{14.8}$	80.3	1.7

実施例3による各試料をTEM観察したところ、いずれも体心立方晶相と非晶質相の2相から構成されていることが確認された。一方、Sm量を本発明の範囲外とした比較例2の試料は、膜表面積の約50%が非晶質相となっていた。これらから、 $\text{Fe}-\text{Co}$ 系合金膜の微構造を2相化することが軟磁性化に対して効果的であることが分

かる。なお、試料1～4における体心立方晶相の平均結晶粒径はいずれも15.0nm以下であった。

【0117】次に、Feおよび各種組成の $\text{Fe}-\text{Co}$ 合金にSmを3.0at%添加した合金ターゲットをそれぞれ用いて、同様に $\text{Fe}-\text{Sm}$ 合金膜および $\text{Fe}-\text{Co}-\text{Sm}$ 合金膜を成膜した。なお、基板には下地膜としてTi膜を

有するSi(100)基板を用いた。Ti下地膜の膜厚は20nmとした。合金膜の膜厚は0.5μmとした。これら合金膜について、実施例1と同様にして構造解析および磁*

*化測定を行った。表4に磁化測定結果を示す。

【0118】

【表4】

		膜組成 (at%)	保磁力 (Oe)	Bs (T)
実施例3	試料5	Fe _{97.5} Sm _{2.5}	9.5	2.0
	試料6	Fe _{78.0} Co _{19.5} Sm _{2.5}	5.0	2.18
	試料7	Fe _{91.9} Co _{4.8} Sm _{3.3}	6.2	2.1
	試料8	Fe _{86.8} Co _{9.6} Sm _{3.6}	4.9	2.14
	試料9	Fe _{48.3} Co _{48.2} Sm _{3.5}	6.1	2.18
	試料10	Fe _{28.9} Co _{67.4} Sm _{3.7}	5.3	2.02
	試料11	Fe _{9.6} Co _{86.7} Sm _{3.7}	2.1	1.7

表4から明らかなように、Feおよび各種組成のFe-Co合金に対して、微構造の2相化が軟磁性化に対して効果的であることが分かる。

【0119】さらに、実施例3の試料5～11についてのX線回折およびTEM観察から、試料5～9はFeまたはFe-Coを主成分とする体心立方晶構造の結晶相と非晶質相とから構成されていることを確認した。試料11は面心立方晶構造の結晶相と非晶質相とから構成されていた。試料10は体心立方晶構造と面心立方晶構造の混相構造を有する結晶相と非晶質相とから構成されていた。なお、ディフラクションパターンにおける非晶質のハローパターン強度は著しく弱く、X線回折のみでは存在を判定することができなかったが、TEM観察により非晶質相の存在が確認された。

【0120】実施例4

図4に示した差動排気型コリメーションスパッタリング装置を用いて、(Fe-Co)_{95~97}Sm_{3~5}の組成比を有するFe-Co-Sm合金膜を成膜した。このスパッタリング装置は、スパッタリング室とデポジション室を有する。スパッタリング室とデポジション室はコリメータで分けられている。ガス流量の制御、ガス導入口および排気ポンプの取付け位置などにより、スパッタリング室とデポジション室の成膜時のAr圧を自由に調整することができる。コリメータはアースに接地し、水冷した。

※

※【0121】このような差動排気型コリメーションスパッタリング装置を用いて、まず下地層としてTi膜(膜厚20nm)、Ti膜(膜厚20nm)/Ni₈₀Fe₂₀(膜厚20nm)、またはCuAu合金膜(膜厚20nm)を成膜した。これら下地膜上に(Fe-Co)_{95~97}Sm_{3~5}の組成比を有するFe-Co-Sm合金膜を成膜した。このとき、Ar流量を調整することによって、デポジション室の成膜時のAr圧を変化させた。

【0122】得られた各Fe-Co-Sm合金膜の(110)ロッギングカーブ半値幅(FWHM)と保磁力(Hc)を測定した。これらの結果を図14に示す。図14から明らかなように、Fe-Co-Sm合金膜においては(110)ロッギングカーブ半値幅が5度付近から急激に低保磁力化することが分かる。

【0123】実施例5

実施例4と同様な差動排気型コリメーションスパッタリング装置を用いて、Fe膜および各種組成のFe-Co合金膜を成膜した。この際、デポジション室の成膜時のAr圧を種々に変化させた。表5に成膜時のAr圧を示す。得られたFe膜およびFe-Co合金膜の組成、体心立方晶構造を有する相の(110)ロッギングカーブ半値幅に基づく(110)配向度、平均結晶粒径、保磁力、飽和磁束密度を、表5に併せて示す。

【0124】

【表5】

		Ar圧	膜組成	(110)	平均粒径	保磁力	Bs
		(mTorr)	(at%)	配向度 (度)	(nm)	(Oe)	(T)
実施例 5	試料1	0.5	Fe	3.0	20.5	3.0	2.13
	試料2	0.5	Fe ₉₅ Co ₅	2.7	19.0	3.2	2.2
	試料3	0.5	Fe ₇₀ Co ₃₀	2.4	19.2	2.1	2.4
	試料4	0.4	Fe ₅₀ Co ₅₀	3.4	20.5	4.3	2.3
	試料5	0.3	Fe ₃₀ Co ₇₀	3.2	21.3	3.1	2.2
	試料6	0.2	Fe ₈₀ Co ₂₀	2.0	21.0	1.1	2.35
	試料7	0.5	Fe ₈₀ Co ₂₀	3.5	20.4	2.0	2.33
比較例 3		2.0	Fe ₈₀ Co ₂₀	5.5	19.0	20.0	2.28

表5から、Fe膜やFeCo合金膜の(110)配向度を高めることによって、保磁力が小さくなることが分かる。すなわち、Fe膜やFeCo合金膜の軟磁気特性を向上させることができる。また、X線による構造解析の結果から、試料5は体心立方晶構造と面心立方晶構造の混相状態であり、かつ電子顕微鏡観察の結果から、体心立方晶構造を有する相の平均結晶粒径は面心立方晶構造を有する相のそれより大きいことが分かった。

【0125】実施例6

*実施例4と同様な差動排気型コリメーションスパッタリング装置を用いて、各種組成のFe-Co合金膜およびFe-Co-Ni合金膜を成膜した。飽和磁化および保磁力はVSMで測定した。結晶粒径はX線回折により、配向度はX線回折によるロッギングカーブ測定により半値幅より評価した。膜組成はICP法により測定した。その結果を表6に示す。

【0126】

* 【表6】

		膜組成	保磁力	(110)	平均粒径	Ar圧	Bs
		(at%)	(Oe)	配向度 (度)	(nm)	(mTorr)	(T)
実施例 6	試料1	Fe ₈₀ Co ₁₅ Ni ₅	3.0	3.0	20.5	0.5	2.25
	試料2	Fe ₈₀ Co ₅ Ni ₁₅	3.2	2.7	19.0	0.5	2.30
	試料3	Fe ₁₀ Co ₈₅ Ni ₅	2.1	2.4	19.2	0.5	2.19
	試料4	Fe ₉₀ Co ₅ Sm ₂ N ₂	1.0	2.5	13.4	0.4	2.1
	試料5	Fe ₈₆ Co ₆ Sm ₂ Ta ₂ N ₂	0.8	3.2	12.2	0.4	2.0
	試料6	Fe ₉₀ Co ₈ Ni ₂	1.9	2.0	15.0	0.2	2.2
	試料7	Fe ₇₀ Co ₁₅ Ni ₁₃ N ₂	1.8	2.4	13.0	0.2	2.0
	試料8	Fe ₉₁ Co ₆ B ₃	2.0	2.5	12.8	0.2	2.2

表6からFe-Co-Ni合金は、実施例5と同様に体心立方晶構造を有する相が良好な(110)配向を有することにより、体心立方晶構造を有する相が50%以上占めている場合でも、保磁力が小さくなることが分かる。すなわち、Fe-Co-Ni合金においてもFe-Co合金と同様に、極めて良好な(110)配向を与えることにより、軟磁気特性が向上することが分かった。

【0127】さらに、X線回折による構造解析および電子顕微鏡による観察の結果、試料3においては、体心立方晶構造と面心立方晶構造との混相からなり、かつ体心立方晶構造を有する相の平均結晶粒径は面心立方晶構造※50

40※を有する相のそれより大きく、さらに膜組織の約70%を占めていることが確認できた。試料1および試料2は、膜全体が体心立方晶構造のみからなることが確認できた。

【0128】その他の試料も良好な(110)配向により、良好な軟磁気特性を示すことを確認した。

【0129】実施例7

本発明の実施例の1つであるFe_{79.4}Co_{19.9}Sm_{0.7}合金膜を記録磁極材料として用いて、図6に示した録再分離型磁気ヘッドを作製した。上部記録磁極について、図7に示した分離型磁極および図8に示した一体型磁極

をそれぞれ適用した磁気ヘッドを作製した。

【0130】記録磁極の媒体対向面近傍の形状は、図9、図10および図11に示した構造をそれぞれ採用した。これら各磁極は、いずれも $\text{Fe}_{79.4}\text{Co}_{19.9}\text{Sm}_{0.7}$ 合金膜/ $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 合金膜の積層膜を有している。再生素子部には $\text{Ta}/\text{IrMn}/\text{CoFe}/\text{Cu}/\text{CoFe}/\text{NiFe}/\text{Ta}$ の膜構造を有するスピンバルブGMR素子を用いた。

【0131】また、本発明との比較例として、 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 合金膜のみからなる磁極構造を有する磁気ヘッド（比較例4）、 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 合金膜/ $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$ 合金膜の積層膜からなる磁極構造を有する磁気ヘッド（比較例5）をそれぞれ作製した。

【0132】これら実施例および比較例による各磁気ヘッドを使用した際のオーバーライト特性を図15に示す。このとき、記録磁極のトラック幅は $2.2\mu\text{m}$ 、記録媒体の保磁力は 2000Oe とした。図15から明らかなように、本発明の磁気ヘッドは比較例4、5の磁気ヘッドに比べてオーバーライト特性に優れることが分かる。

【0133】

【発明の効果】以上の説明から明かなように、本発明によれば希土類元素の少量添加で微結晶化および低磁歪化を実現することができるため、飽和磁束密度が高く、軟磁気特性に優れ、さらには熱的安定性に優れた軟磁性合金膜を提供することができる。また、 $\text{Fe}-\text{Co}$ 合金や $\text{Fe}-\text{Co}-\text{Ni}$ 合金などの軟磁性合金膜の微構造を制御することによって、軟磁気特性および飽和磁束密度の向上を図ることができる。このような本発明の軟磁性合金膜によれば、狭トラック化した磁気ヘッドにおいても良好な記録磁界を得ることが可能となる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の第1および第2の軟磁性合金膜の実施形態の微構造を模式的に示す図である。

【図2】 本発明の軟磁性合金膜の結晶配向性および平均結晶粒径を求めるための半値幅を示す図である。

【図3】 本発明の軟磁性合金膜に下地膜を適用した場合の構造を示す断面図である。

10

【図4】 本発明の軟磁性膜の製造方法に適用するスパッタ装置の一例を示す図である。

【図5】 図4に示すスパッタ装置のコリメータの一例を示す図である。

【図6】 本発明の磁気ヘッドを記録ヘッドとして使用した録再分離型磁気ヘッドの一構成例を一部切り欠いて示す図である。

【図7】 図6に示す録再分離型磁気ヘッドの記録ヘッド部分の一構成例の要部を示す図である。

【図8】 図6に示す録再分離型磁気ヘッドの記録ヘッド部分の他の構成例の要部を示す図である。

【図9】 図6に示す録再分離型磁気ヘッドに適用した本発明の磁気ヘッドの一実施形態による要部磁極構造を示す断面図である。

【図10】 図9に示す磁気ヘッドの要部磁極構造の変形例を示す断面図である。

【図11】 図9に示す磁気ヘッドの要部磁極構造の他の変形例を示す断面図である。

20

【図12】 図6に示す録再分離型磁気ヘッドを搭載した磁気ディスク装置の一構成例を示す斜視図である。

【図13】 図13は本発明の実施例2による軟磁性合金膜の添加された希土類元素と飽和磁歪との関係を示す図である。

【図14】 本発明の実施例4による FeCo 合金膜の(110)ロックンカーブの半値幅と保磁力の関係を示す図である。

【図15】 本発明の実施例6による磁気ヘッドのオーバーライト特性を示す図である。

30

【図16】 体心立方晶構造の電子線回折像を示す図である。

【図17】 面心立方晶構造の電子線回折像を示す図である。

【符号の説明】

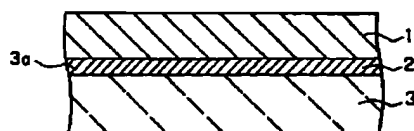
1……軟磁性合金膜

2……金属下地膜

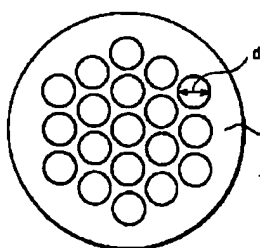
A、C……第1相

B、D……第2相

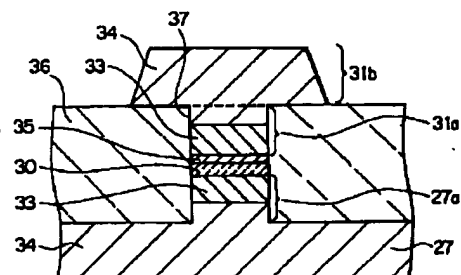
【図3】



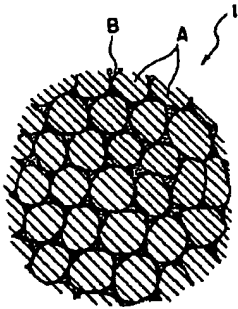
【図5】



【図9】

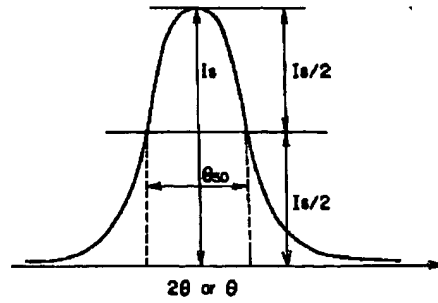
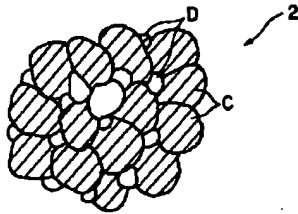


【図1】



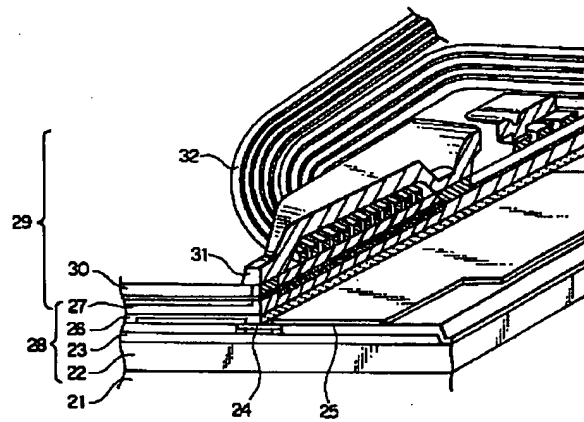
(a)

【図2】

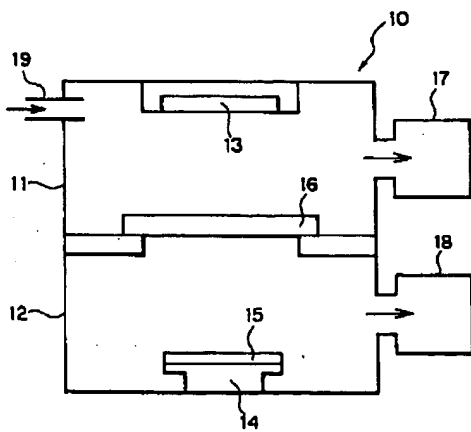
 θ_{so} : FULL-WIDTH AT HALF MAXIMUM

(b)

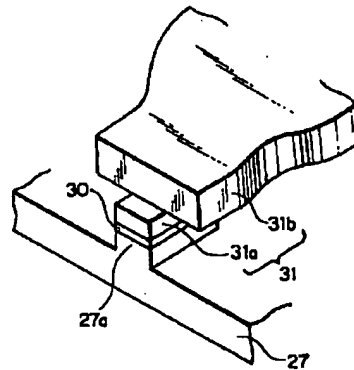
【図6】



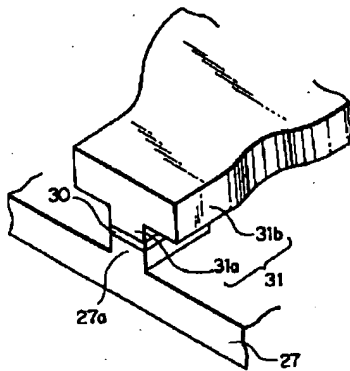
【図4】



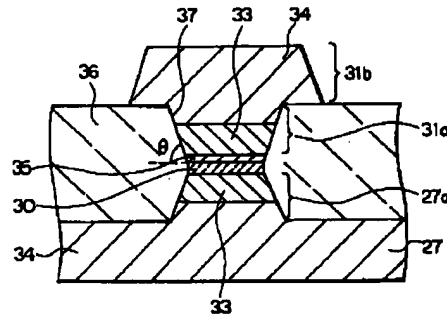
【図7】



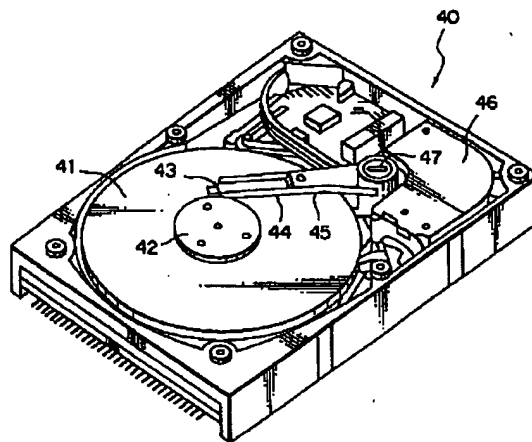
【図8】



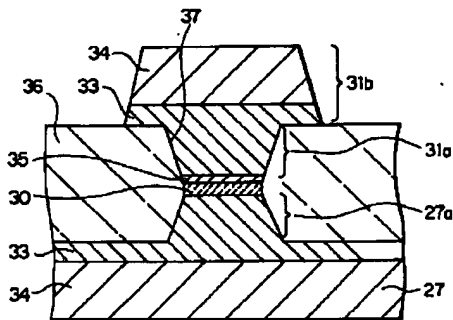
【図10】



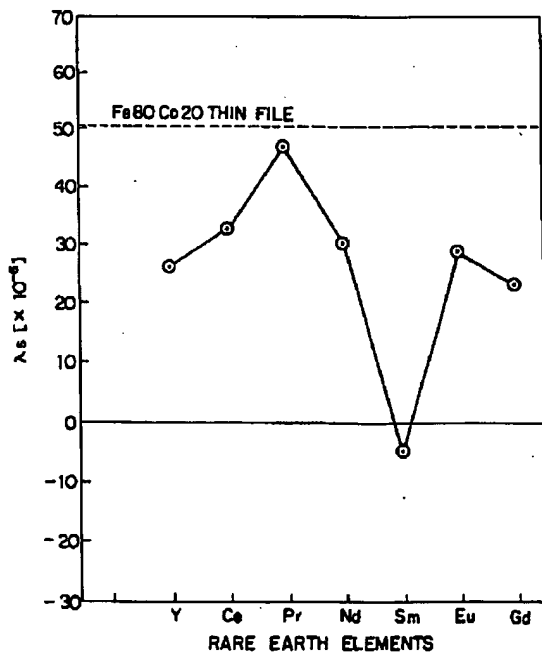
【図12】



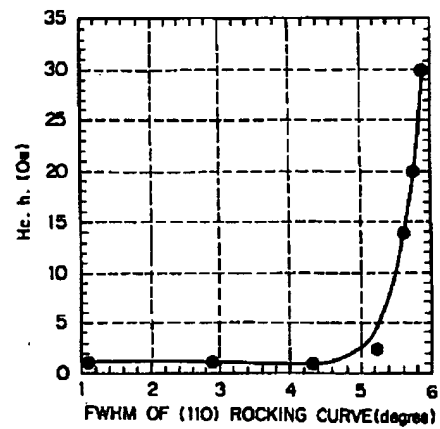
【図11】



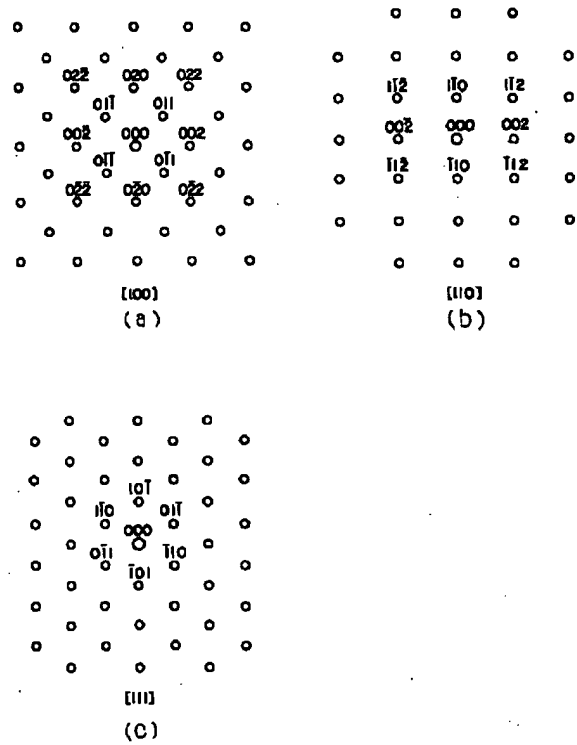
【図13】



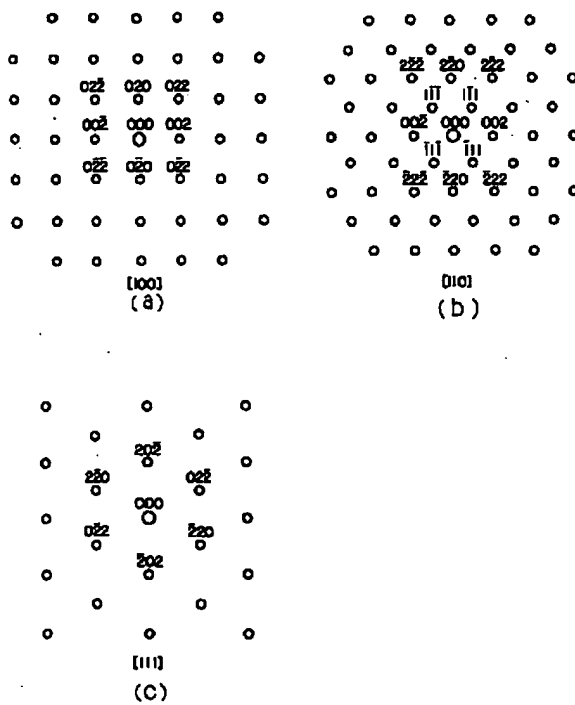
【図14】



【图 16】



【图 17】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁶

G11B 5/31

識別記号

FI

G11B 5/31

C